

## ⑫特許公報(B2) 昭55-26164

⑬Int.Cl.<sup>3</sup>  
C 21 D 8/00  
// C 22 C 38/14

識別記号  
CBA

厅内整理番号  
6793-4K  
6339-4K

⑭⑮公告 昭和55年(1980)7月11日  
発明の数 7

(全30頁)

1

## ⑯大入熱溶接用鋼材の製造法

⑰特 願 昭48-86230  
⑱出 願 昭48(1973)7月31日  
公 開 昭50-33920  
⑲発明者 権藤永  
木更津市清見台南1丁目15の3  
⑳発明者 中杉甫  
木更津市太田792  
㉑発明者 松田浩男  
木更津市太田790  
㉒発明者 川田保幸  
君津市八重原172  
㉓発明者 千々岩力雄  
君津市大和田324  
㉔発明者 松田昭一  
横浜市港北区下田町391-21  
㉕出願人 新日本製鐵株式会社  
東京都千代田区大手町2丁目6番  
3号  
㉖代理入 弁理士 大関和夫

## ㉗特許請求の範囲

1 C 0.03~0.18%, Si 0.1~1.0%,  
Mn 0.5~1.8%, Al total 0.1%以下、  
Ti 0.004~0.03%, N total 0.001~  
0.009%, 残部Fe及び不可避的不純物からなる  
鋼塊または鋼片を、TiNが0.004%以上固溶する  
ように1250~1400°Cの温度範囲に加熱した後、  
圧延又は鍛造加工するかあるいは次いで1150°C  
以下の温度で再加熱することにより、前記固溶  
TiNを微細なTiNとして分散再析出させること  
を特徴とする大入熱溶接用鋼材の製造法。

2 C 0.03~0.18%, Si 0.1~1.0%,  
Mn 0.5~1.8%, Al total 0.1%以下、

Ti 0.004~0.03%, N total 0.001~  
0.009%, 残部Fe及び不可避的不純物からなる  
鋼塊または鋼片を、TiNが0.004%以上固溶する  
ように1250~1400°Cの温度範囲に加熱する  
ように1250~1400°Cの温度範囲に加熱した後、  
圧延又は鍛造加工を行ない、次いで水又は水と  
気体の混合物により800°C以下まで強制冷却し  
た後、1150°C以下の温度で再加熱することによ  
り固溶TiNを微細なTiNとして分散再析出させ  
ることを特徴とする大入熱溶接用鋼材の製造法。  
10 鋼材の製造法。

3 C 0.03~0.18%, Si 0.1~1.0%,  
Mn 0.5~1.8%, Al total 0.1%以下、  
Ti 0.004~0.03%, N total 0.001~  
0.009%, 残部Fe及び不可避的不純物から成  
る鋼塊又は鋼片を、TiNが0.004%以上固溶  
するように1250~1400°Cの温度範囲に加熱  
した後、1000°C以上の温度範囲で圧延又は  
鍛造加工を終了し、かかる後1150°C以下の温  
度で再加熱することにより前記固溶TiNを微細  
なTiNとして分散再析出させることを特徴とす  
る大入熱溶接用鋼材の製造法。

4 C 0.03~0.18%, Si 0.1~1.0%,  
Mn 0.5~1.8%, Al total 0.1%以下、  
Ti 0.004~0.03%, N total 0.001~  
0.009%, REM 0.001~0.03%, 残部Fe  
および不可避的不純物からなり、REM/S 1.0  
~6.0を満足する鋼塊または鋼片を、TiNが  
0.004%以上固溶するように1250~1400  
°Cの温度範囲に加熱した後、圧延又は鍛造加工す  
るかあるいは次いで1150°C以下の温度で再加  
熱することにより、前記固溶TiNを微細な  
TiNとして分散再析出させることを特徴とす  
る大入熱溶接用鋼材の製造法。

5 C 0.03~0.18%, Si 0.1~1.0%,  
Mn 0.5~1.8%, Al total 0.1%以下、  
Ti 0.004~0.03%, N total 0.001~  
0.009%, Nb 0.05%以下、V 0.08%以

2

Ti 0.004~0.03%, N total 0.001~  
0.009%, 残部Fe及び不可避的不純物からなる  
鋼塊または鋼片を、TiNが0.004%以上固溶する  
ように1250~1400°Cの温度範囲に加熱した後、  
圧延又は鍛造加工を行ない、次いで水又は水と  
気体の混合物により800°C以下まで強制冷却し  
た後、1150°C以下の温度で再加熱することによ  
り固溶TiNを微細なTiNとして分散再析出させ  
ることを特徴とする大入熱溶接用鋼材の製造法。

15 10 鋼材の製造法。

3 C 0.03~0.18%, Si 0.1~1.0%,  
Mn 0.5~1.8%, Al total 0.1%以下、  
Ti 0.004~0.03%, N total 0.001~  
0.009%, 残部Fe及び不可避的不純物から成  
る鋼塊又は鋼片を、TiNが0.004%以上固溶  
するように1250~1400°Cの温度範囲に加熱  
した後、1000°C以上の温度範囲で圧延又は  
鍛造加工を終了し、かかる後1150°C以下の温  
度で再加熱することにより前記固溶TiNを微細  
なTiNとして分散再析出させることを特徴とす  
る大入熱溶接用鋼材の製造法。

4 C 0.03~0.18%, Si 0.1~1.0%,  
Mn 0.5~1.8%, Al total 0.1%以下、  
Ti 0.004~0.03%, N total 0.001~  
0.009%, REM 0.001~0.03%, 残部Fe  
および不可避的不純物からなり、REM/S 1.0  
~6.0を満足する鋼塊または鋼片を、TiNが  
0.004%以上固溶するように1250~1400  
°Cの温度範囲に加熱した後、圧延又は鍛造加工す  
るかあるいは次いで1150°C以下の温度で再加  
熱することにより、前記固溶TiNを微細な  
TiNとして分散再析出させることを特徴とす  
る大入熱溶接用鋼材の製造法。

5 C 0.03~0.18%, Si 0.1~1.0%,  
Mn 0.5~1.8%, Al total 0.1%以下、  
Ti 0.004~0.03%, N total 0.001~  
0.009%, Nb 0.05%以下、V 0.08%以

3

下、B 0.003%以下の1種または2種以上を含有させ、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼塊または鋼片を、TiNが0.004%以上固溶するように1250~1400°Cの温度範囲に加熱した後、圧延又は鍛造加工するかあるいは次いで1150°C以下の温度で再加熱することにより、前記固溶TiNを微細なTiNとして分散再析出させることを特徴とする大入熱溶接用鋼材の製造法。

6 C 0.03~0.18%, Si 0.1~1.0%, Mn 0.5~1.8%, Al total 0.1%以下、  
Ti 0.004~0.03%, N total 0.001~0.009%にCr 0.35%以下、Mo 0.35%以下、Cu 0.6%以下、Ni 1.5%以下、W 1.0%以下の1種または2種以上を含有させ、残部Feおよび不可避的不純物からなり、(Cu+Ni +W)/5 + Cr + Mo ≤ 0.75%を満足する鋼塊または鋼片を、TiNが0.004%以上固溶するように1250~1400°Cの温度範囲に加熱した後、圧延又は鍛造加工するかあるいは次いで1150°C以下の温度で再加熱することにより、前記固溶TiNを微細なTiNとして分散再析出させることを特徴とする大入熱溶接用鋼材の製造法。

7 特許請求の範囲1項から6項の製造法において、Ti 0.004~0.03%を同量のZrまたはHfと置換するか、もしくはTi, Zr, Hfの2種または3種を総量として0.004~0.03%含有させるかして、加熱過程における窒化物の固溶量をZrNまたはHfNとして0.004%以上、もしくはTiN, ZrN, HfNの2種または3種の総量として0.004%以上とし、微細なTiN, ZrN, HfNを分散再析出させることを特徴とする大入熱溶接用鋼材の製造法。

#### 発明の詳細な説明

最近の溶接用鋼材に対する要求は一段と厳しく、溶接時に起る溶接割れ、溶接部の材質劣化等についても、個別の要求から両者を兼ね備えた総合的な要求へと変つて来た。すなわち溶接割れは、一般に小入熱溶接部に生ずる現象であり、一方材質劣化は溶接入熱が大となるに従つて著しくなる傾向のものである。この様に溶接入熱に関して全く逆の場合に起る二つの現象についての要求特性を同時に満足させることが最近の溶接用鋼材に対する要求の特徴である。

4

本発明はこの様に相反する要求に対処する目的で開発された高靱性溶接用鋼材の製造方法に関する。

溶接用鋼材の溶接部に対する要求としては、溶接に際して

- (イ) 硬化性の小さいこと
- (ロ) 耐割れ性の優れていること
- (ハ) 韌性劣化の少いこと

が、一般に要求される。(イ)、(ロ)については溶接入熱の小さい溶接の場合、例えば仮付け溶接、上向き及び横向き等の溶接時に問題となる。硬化性及び耐割れ性は使用する溶接材料及び構造物が一定であれば、一義的に鋼材の化学成分及び溶接入熱で決つてしまつたため、一般にはパラメーターとしてCe<sub>eq</sub>又はPc値等によつて規定される。

本発明鋼はC含有量及びCe<sub>eq</sub>を低く抑えることにより、(イ)、(ロ)の特性が優れていることは勿論であるが、本発明の最も特徴とする所は、次に述べる溶接熱影響部(以後HAZと称す)の韌性劣化が少いことにある。すなわち通常使用する溶接入熱350KJ/cm程度迄はHAZの韌性劣化は実用上問題ないことを特徴としたものである。

従来の知見によれば、HAZの韌性は組織依存性が強く、組織が低炭素下部ベイナイトになつた場合に最も良好な韌性が得られることが知られている。溶接に際してHAZの組織を下部ベイナイトとするためには、C含有量をできるだけ低く抑えることは勿論、Ni, Mo等の合金元素をかなり大量に添加して強度を確保すると共に、HAZの組織を下部ベイナイトとなし得る溶接入熱範囲を実用上意味ある程度まで拡げることが必要である。この事実は、経済上及び母材強度上(合金元素の大量添加により母材強度レベルが上つてくる)の両方の観点から、HAZ組織を下部ベイナイトとする溶接用鋼の適用範囲を著しく制約するものである。

本発明は従来鋼の欠点、すなわちHAZの硬化性、耐割れ性及び韌性劣化のために溶接入熱を制限したり、構造物の使用箇所に応じて鋼材を使い分けたりするという不都合を無くする目的で開発されたもので、HAZの韌性劣化が実用上問題なく、溶接に際して上記溶接上の制限を不要とするものである。

一般の溶接用鋼材のHAZの組織は下部ベイナ

イト組織ではなく、多くはマルテンサイト、下部ペイナイト、上部ペイナイト及びフェライト・パーライトの混合組織であり、オーステナイト粒度依存性が著しく大きい。このため、これら混合組織からなるHAZの韌性劣化防止に最も重要なことはオーステナイト粒を出来るだけ小さくすることである。第1図に示す如く一般の構造用鋼の大入熱溶接HAZに生成する初析フェライト+上部ペイナイト組織の場合、溶接入熱 $350\text{KJ/cm}$ において $0^{\circ}\text{C}$ における $2\text{mmVノツチシャルピー衝撃値}4.2\text{kg}\cdot\text{m}$ 以上を得るためにHAZのオーステナイト粒度はASTM#0以上とする必要がある。

以上の如く、HAZ韌性の向上策として、HAZのオーステナイト粒をできるだけ小さくすることは極めて有効であるが、この事実を工業的に意味あるものにするためには、HAZのオーステナイト粒を小さく調整し得る成分の選択と製造工程の限定が必要である。

本発明者等はHAZのオーステナイト粒度の調整法について鋭意研究の結果、溶接前の鋼材に微細なTiNを一定量以上分散させておくことが有效であるとの事実に基づき、この様な微細TiNを一定量以上分散させる方法について研究した結果、特願昭45-25042号に示すような方法（すなわち溶鋼の凝固冷却過程を急冷して微細なTiNを析出させ、その後の加熱はできるだけTiNの粗大化の起らない温度で行ない、凝固冷却時に生成した微細TiNを最終鋼成品まで保持する方法で、工業的には連続铸造法によることが最も望ましい）以外にも以下に述べるような方法で微細なTiNを溶接前の鋼材に一定量以上分散させることを可能とし、大入熱溶接時のHAZのオーステナイト粒を小さく調整して、HAZの $0^{\circ}\text{C}$ における $2\text{mmVノツチシャルピー衝撃値}$ として少くとも $4.2\text{kg}\cdot\text{m}$ 以上を確保し得る鋼材を開発した。

すなわち、通常の製鋼法で製造されたTi含有鋼は、鋼塊の凝固過程でTiNが析出し、凝固及び冷却中に粗大化するため、それ以降の工程では殆んどTiNの大きさ及び量の調整是不可能であった。このため、Ti含有鋼において微細なTiNの分散状態を得る方法としては凝固冷却時の析出TiNを微細にする方法以外には、本発明

以前に開発されていない。

本発明者等は、この調整不可能とされていたTi含有鋼中の粗大TiNを、次の加熱以降の工程で微細TiNとして大きさ及び量の調整を可能とした。

すなわち本発明はTi及びNの量を制限することによって、凝固冷却中に析出したTiNを通常の鉄鋼製造過程で採用し得る加熱温度に加熱することにより、0.004%以上一旦固溶させた後、10固溶させたTiNを $0.02\mu$ 以下の微細なTiNとして再析出させることを可能にしたものである。以下本発明方法について具体的に詳細に説明する。

本発明の製造工程上の特徴は、通常の製鋼法で溶製したTi含有鋼を鋼塊又は鋼片より圧延又は15鍛造加工により鋼成品とするに当り、凝固冷却中に析出したTiNを0.004%以上溶解する加熱過程と、その溶解したTiNを再析出させる圧延又は鍛造加工過程、或いは圧延又は鍛造加工後更に再加熱する過程の二つの製造過程よりなり、そ20の場合に再析出した微細TiNによりHAZのオーステナイト粒の成長を抑制し韌性劣化を抑える所にある。この場合Ti含有量が多過ぎると、凝固過程で析出した粗大TiNを通常の加熱過程ではTiNとして、0.004%以上固溶せることは25不可能である。このため通常の製鋼法で製造された鋼の場合、Ti含有量は0.004~0.03%に制限する必要がある。この場合でも、TiNの固溶は加熱温度と時間で決るが、加熱温度があまりに高すぎると所謂バーニング現象を起すため、1鋼であれば自ら決る最高温度がある。しかし、場合によつては一部バーニングを起しても差し支えないこともあり、現在の鉄鋼製造技術では前記の製鋼法の場合、Ti含有量の最大は0.03%に抑える必要がある。又、微細TiNの最小必要量350.004%に見合うTi量は酸化物等を形成するTi量を若干見込んで工業的には0.004%となり、このためTi含有量は0.004~0.03%とする必要がある。

加熱過程で固溶したTiNは、圧延又は鍛造加工とそれに続く冷却過程で析出するが、圧延、鍛造加工条件又は冷却条件によつては、固溶状態で残存するものが増加する。これを次の再加熱過程で十分に微細再析出させることは、特にTiN量の少い場合にTiNの細粒化効果を安定させるた

めに効果的である。

溶鋼の凝固冷却中に析出した TiN の溶解加熱温度、再加熱温度及び N 含有量、 TiN 含有量の制限について以下に述べる。

本発明に従つて得られた鋼材は前述の如く HAZ の硬化性は低く耐割れ性が優れている上に、 350 KJ/cm 程度迄の大入熱溶接を行なつても HAZ の韌性劣化が少なくなければならぬ。このため本発明方法は溶鋼の凝固冷却中に析出した TiN を一旦加熱により固溶させた後に再析出させ微細な TiN に変えることにより HAZ のオーステナイト粒を小さくし、 HAZ の韌性を確保することを特徴とする。この様な加熱過程で TiN を工業的に経済的かつ安定に固溶させるためには、現在の技術では TiN 含有量のみならず、 N 含有量も併せ制限することが効果的である。 N total の下限を 0.001 %とした理由は、加熱過程で固溶させる必要のある TiN 量の下限が 0.004 %であるため、それに見合う値としたものである。更に加熱過程で固溶する TiN 量を十分確保するためには N total の上限が TiN の上限の当量を越えることは不利となるため TiN 0.03 %に見合う値として N total の上限を 0.009 %とした。

一方、 TiN 量が 0.04 %超となると、 HAZ の韌性よりむしろ母材の韌性が損なわれるため、 TiN の上限を 0.04 %とする必要があるが、 TiN 、 N total が前記の範囲に入つていれば、 TiN 含有量が 0.04 %を超えることはない。

TiN 、 N 含有量が前記の範囲であれば TiN を 0.004 %以上固溶させるための加熱温度の下限は、実験の結果求められた第 4 図に示すように 1250 °C となる。しかして上限は前述の如く鋼表面の酸化鉄がバーニングを一部起すが実用上可能な温度として、 1400 °C に限定した。

固溶状態で残存する TiN を再析出させるための再加熱温度の上限について述べると、再加熱温度が 1150 °C 以上であると第 5 図に示すように既に析出していった TiN も再加熱に伴つて析出する TiN も共に粗大化して、 0.02 μ 以下の TiN 量が減少し、本発明の特徴である微細 TiN による HAZ のオーステナイト粒度のコントロールが出来なくなる。以上の理由により再加熱温度の上限を 1150 °C とした。

前記特徴を持つ本発明中、特許請求範囲の第 1

項に示した第 1 の発明の出発鋼成分範囲は C

0.03 ~ 0.18 %, Si 0.1 ~ 1.0 %, Mn 0.5 ~ 1.8 %, Al total 0.1 %以下、 Ti 0.004 ~ 0.3 %, N total 0.001 ~ 0.009 %、残部鉄及び不可避的不純物から成る溶接に適した鋼である。

出発鋼成分範囲をこの様に限定した理由を以下に説明する。

C は 0.03 %未満では一般に溶接用として使用される鋼材（母材）の強度を得られないこと、及び現在の様に大入熱溶接が一般化されて来ると、 HAZ の軟化が大きく溶接部と母材との強度差が大きくなり実用に供し得ないため、 C 含有量の下限は 0.03 %とした。 C が 0.18 %超になると溶接部の硬化性、割れ性が著しく損なわれるのみならず、硬化によって HAZ の韌性が劣化し、 HAZ 細粒化の効果が著しく阻害されるために C 含有量の上限を 0.18 %とした。

Si は脱酸上、溶接用鋼に必然的に含有される元素であるが 0.1 %未満になると母材の切欠韌性が劣化するため下限を 0.1 %とした。一方、 Si が多過ぎると HAZ を脆化させるばかりでなく、鋼材自体の清浄度をも阻害するため、上限を 1.0 %とした。

Mn は 0.5 %未満では HAZ の軟化が大きいこと及び母材の強度韌性が低下し、通常の溶接用鋼材に不適のため下限を 0.50 %とした。一方、 Mn が多過ぎると HAZ の韌性が急激に劣化すること及び圧延ままの鋼材の場合、母材の組織が上部ペイナイトとなり韌性劣化が著しくなるため、上限を 1.8 %とした。

Al は脱酸上この種キルド鋼には必然的に含有される元素であるが、 Al total が 0.1 %超になると HAZ の韌性のみならず溶接金属の韌性をも著しく劣化させる。このため Al total の上限を 0.1 %とした。

Ti 及び N total の含有量については、先に述べた理由により TiN について 0.004 % ~ 0.03 %, N total について 0.001 ~ 0.009 % に制限する。 TiN がこの範囲内であれば TiN 含有量が 0.04 %を超えることはない。本発明鋼は不純物として P, S を含有するが、 P については通常 0.04 %以下であり、本発明では故意に添加しない。

Sについては通常0.035%以下であり、現在の技術水準では0.005%程度までは低下させることが出来、その場合HAZ、母材韌性とも改良されることは明らかである。本発明では、Sは故意に添加しない。

特許請求の範囲第2項に示した第2の発明においては、同じく第1項に示した第1発明における出発鋼成分及び製造工程に、更に凝固冷却中に析出した粗大TiNを加熱によって溶解させ圧延又は鍛造加工を加えた後の冷却方法について特に制限したものである。すなわち水又は水と気体の混合物によって強制的に冷却し、その冷却終了温度を800°C以下とすることによって次の1150°C以下の再加熱過程後の微細なTiNの量を増加させ得る。従つて本発明の出発鋼を第2の発明に従つて処理した場合、HAZの韌性は一層安定化する。一方、溶接用鋼材としての他の諸特性は全く阻害されない。

HAZの韌性が安定化する理由について、少しく詳細に以下に述べる。先に述べた如く、1250~1400°Cの加熱で一旦固溶したTiNは圧延又は鍛造加工過程及びその後の冷却中に再析出する。この場合、析出物の量及び大きさは第6図に示すように冷却速度によって決定される。すなわちTiNのように過飽和度の小さい析出物は、冷却速度が比較的遅い場合は冷却過程で析出するのみならず粗大化をも起す。

第2の発明はこの様な欠点を補う方法として開発されたもので、TiNを含有する前記成分の鋼を1250~1400°Cの高温に加熱し圧延又は鍛造加工後の冷却過程を水又は水と気体の混合物で強制的に冷却し、冷却中に析出するTiNの大きさをできるだけ小さくすると共に、析出量も抑え、次の再加熱過程で0.02μ以下の微細TiNをより多く析出させることによってHAZ韌性を一層安定化させるものである。又、この場合の冷却終了温度は800°C以下が必要であり、その理由は連続冷却の場合TiNの析出、生長に大きく寄与するのは800°C以上の温度領域であることによる。800°Cより低い温度領域では析出もなく、析出物も小さいため次の1150°C以下の再加熱過程で粗大化せず、0.02μ以下のTiN量には影響を与えない。なお、鋼塊を鋼片に加工するに当つて、加工後の冷却を第2の発明に従つて

強制冷却しTiNの粗大化を抑え、更に鋼片を最終鋼成品に加工する際の加熱温度を1250°C~1400°Cとすることは、第2の加熱におけるTiNの溶解が(第1の加熱)+(強制冷却)により促進されるため、最終鋼成品中の微細TiNの量を増加させ、HAZ韌性の安定化に有効である。

特許請求の範囲第3項に記載した第3の発明においては、第1発明における出発鋼成分及び製造工程に、更に凝固冷却中に析出した粗大TiNを加熱によって溶解させ、圧延又は鍛造加工を加える際の加工条件について特に制限したものである。すなわち、加工終了温度を1000°C以上とすることによって、次の1150°C以下の再加熱過程後の微細なTiNの量を増加させ得るもので、第3の発明に従つて得られた鋼材のHAZの韌性は一層安定化する。

溶解加熱後の製造条件を特に制限して、再加熱前の粗大TiNの析出をできるだけ抑え、再加熱過程で0.02μ以下の微細TiNをより多く析出させるという点において、第3の発明は第2項発明と手段は異なるが冶金的に共通である。

第3の発明においては、加工終了温度を1000°C以上とすることにより、圧延又は鍛造加工中のTiN析出核の発生が少なくなり、その後の冷却過程におけるTiNの析出が減少すると共に粗大TiNの析出も抑制される。従つて、第2の発明と冶金的に同様の効果をもたらし、最終鋼成品のHAZ韌性は一層安定化する。なお、第3の発明に更に第2の発明を適用すれば、より一層HAZの韌性が、安定化することは勿論である。

特許請求の範囲第4項に記載した第4の発明においては、第1の発明の出発鋼成分及び製造工程に更にREM(主としてCe, La, Pr)を0.001~0.03%添加し、かつREM/Sの比を1.0~6.0に制限したものである。本発明に従つて処理された鋼のHAZ韌性は第4表に示すように一層安定化する。REMの添加量については、0.001%未満であると実用上HAZ及び母材の韌性に効果がなく、又0.03%超になるとREMーサルファイド(Sulfide)が大型化するばかりでなくREM-オキシサルファイド(Oxysulfide)が大量に生成して大型介在物となり、母材の韌性のみならず清浄度をも著し

11

く損なうことになる。このためREMの添加量を0.001～0.03%とした。一方、REMはS量との相関においてHAZ及び母材の靱性向上、安定化に効果があり、この最適範囲はREM/S比で1.0～6.0である。なお、第4の発明について、更に第2及び第3の発明の一方又は両方を適用すればHAZの靱性が一層安定化することは勿論である。

特許請求の範囲の第5項に記載した第5の発明においては、第1の発明において出発鋼成分および製造工程に、更にNb 0.05%以下、V 0.08%以下、B 0.003%以下の1種又は2種以上を添加するという要件を付加したものである。これらの添加元素は、本発明に従つて処理された鋼の母材強度、靱性向上、製造可能板厚の拡大、並びに大入熱溶接部の継手強度確保のために添加されるものであり、いずれも添加量が多きに失すると、本発明に従つて処理された鋼の様に微細TiNによる細粒化でHAZの靱性を改良した鋼においてもHAZの靱性を著しく劣化させるため、上限を規制している。

Nbについては、0.05%まではHAZの靱性をあまり劣化させることなく上記の諸特性を向上するが、0.05%を超えて添加するとHAZの靱性が著しく劣化する。このため上限を0.05%とした。

VについてはNbとほぼ同様であるが、上限は0.08%まで許容される。

Bについては特に本発明に従つて処理された鋼を焼入れ焼戻しする際に有効な元素であるが、0.003%を超えて添加すると大入熱溶接時のHAZにBーコンスティテュエント(Constituent)が生成し、HAZの靱性を著しく劣化させるためその上限を0.003%とした。

一方、これらの添加元素について複合添加の実験を行なつた所、相互作用によるHAZ靱性の劣化は見られず、複合添加しても本発明に従つて処理された鋼の特徴は失われないことが判明した。なお、第5の発明に従つた出発鋼に第2、第3、第4の発明に従つた方法の1乃至2以上を適用すればHAZ靱性が一層安定化することは勿論である。

特許請求の範囲の第6項に記載された第6の発

12

明においては、第1の発明における出発鋼成分および製造工程に、更にCr 0.35%以下、Mo 0.35%以下、Ni 1.5%以下、Cu 0.6%以下、W 1.0%以下の1種又は2種以上を添加し( $Cu + Ni + W) / 5 + Cr + Mo \leq 0.75\%$ となる様にするという要件を付加したものである。

これらの添加元素の、本発明に従つて処理される鋼における主たる目的はHAZの靱性を大きく損なうことなく母材の強度、靱性向上、製造板厚の拡大を可能とすることにあり、その添加量は自ら制限されるべき性質のものである。

Crについては、多きに失するとHAZの硬化性を増大させ、靱性及び耐割れ性の低下を招き好ましくない。かゝる点を考慮してその上限は0.35%とした。

MoについてもCrとほぼ同様であつて母材の諸特性改良には有効であるがHAZに対する悪影響から添加量の上限は0.35%に制約される。

NiについてはHAZの硬化性及び靱性に悪い影響を与えることなく母材の強度、靱性を向上させるが、1.5%を越えるとHAZの硬化性、靱性に好ましくなるため、上限を1.5%とした。Cu、WについてはNiとほぼ同様の効果と共に耐食性にも効果があるが、Cuについては0.6%を超えると鋼材の圧延又は鍛造加工中にCrack(クラック)が発生し製造が難しくなる。このため上限を0.6%とした。

一方Wについては1.0%を超えるとHAZの靱性劣化及び硬化性増大を招くため上限を1.0%とした。

更にこれらの添加元素は上記の範囲内で全く独立に添加して良いわけではなく、 $(Cu + Ni + W) / 5 + Cr + Mo \leq 0.75\%$ を満足しないとHAZの硬度が著しく高くなり、小入熱溶接時にHAZに割れが発生するため溶接用鋼材として不適となる。このため $(Cu + Ni + W) / 5 + Cr + Mo \leq 0.75\%$ とする必要がある。なお、第6の発明における出発鋼に第2、第3、第4の発明に従つた処理の1乃至2以上を適用すればHAZの靱性は一層安定化することは勿論であり、又第5の発明を適用することも可能である。

特許請求の範囲の第7項に記載された第7の発明においては第1～第6の発明における出発鋼成分及び処理工程においてTi 0.004～0.03%

13

を  $T_i + Zr + Hf$  0.004 ~ 0.03% に過ぎないものである。Zr 及び Hf は Ti の同族元素であり Ti と同様安定な窒化物を形成し、微細分散により HAZ のオーステナイト粒度粗大化を防止し、HAZ 韧性を向上させる。従つて、Ti, Zr, Hf の 1 種乃至 2 種以上を 0.004 ~ 0.03% 添加し  $TiN + ZrN + HfN$  を 0.004% 以上固溶させた後、再析出させれば Ti についてと同等の効果を有する。Ti, Zr, Hf 以外の成分の制約については、第 1 ~ 第 6 発明に関して述べたと同じ理由で同じ範囲に制限する。なお上述

14

の第 1 ~ 第 7 の発明において、Ti, REM, Zr, Hf 等を添加するに当り、これらを単体或いは他の元素との公知の複合剤として、公知の方法により添加できることは当然であり、添加時期も公知のごとく製鋼炉内、取鍋内、脱ガス槽内或いは溶鋼注入流、鋳型内、連続鋳造鋳片内等任意に選択できる。また脱酸剤等の公知の各種溶鋼添加剤を使用し、Ti, REM 等が本発明の主旨に沿う効果を發揮するよう配慮することは勿論である。第 1 ~ 第 7 の発明の実施例をそれぞれ第 1 表 ~ 第 7 表に示す。

第1表 第1の発明に関する実施例

鋼 区 分	化 学 成 分 (%)											製造条件					
	C	Si	Mn	Ti	Aℓ total	N total	B	V	Nb	Ni	Cu	Cr	Mo	W	1) Ceq (%)	2) CM (%)	3) 0.02μ以 下のTiN (%)
本 發 明 鋼	1 0.12	0.23	0.50	0.012	0.025	0.0048	—	—	—	—	—	—	—	—	0.203	0	0.0048
	2 0.14	0.25	1.75	0.004	0.016	0.0051	—	—	—	—	—	—	—	—	0.432	0	0.0040
	3 0.04	0.48	1.45	0.025	0.031	0.0036	—	—	—	—	—	—	—	—	0.282	0	0.0056
	4 0.04	0.48	1.45	0.025	0.031	0.0036	—	—	—	—	—	—	—	—	0.282	0	0.0044
	5 0.04	0.48	1.45	0.025	0.031	0.0036	—	—	—	—	—	—	—	—	0.282	0	0.0008
	6 0.13	0.25	1.30	—	0.031	0.0052	—	—	—	—	—	—	—	—	0.347	0	—
比 較 鋼	7 0.13	0.25	1.30	—	0.031	0.0052	—	—	—	—	—	—	—	—	0.347	0	—
	8 0.16	0.31	0.95	0.025	0.018	0.0062	—	—	—	—	—	—	—	—	0.318	0	0.0004
	9 0.15	0.25	1.37	0.050	0.037	0.0102	—	—	—	—	—	—	—	—	0.378	0	0.0014
	10 0.15	0.25	1.37	0.050	0.037	0.0102	—	—	—	—	—	—	—	—	0.378	0	0.0015

区分	製造条件					母材特性			溶接特性4)						
	分塊均熱温度(°C)	分塊冷速(°C/mm)	圧延熱温度(°C)	圧延冷速(C/sec)	鋼板の熱処理	板厚(mm)	降伏点(kg/mm <sup>2</sup> )	抗張力(kg/mm <sup>2</sup> )	伸び(%)	vE-10(kg-m)	vTrs(°C)	最高硬さ(JISSE)(3101)	手溶接機手HAZの韌性vEo(kg-m)	大入熱溶接機手HAZの韌性vEo(kg-m)	
本品 明鋼	1 1350	1.0	1150	1.2	AR	3.2	24.8	43.1	4.8	27.6	-20	210	21.4	SAW(KJ/cm) 220	10.1
	2 1300	1.0	1100	2.1	QT	2.5	59.0	68.3	2.4	18.9	-4.5	38.5	18.2	EG 150	8.6
	3 1350	5.0	1150	1.2	N	3.2	23.6	41.8	5.3	36.2	-6.5	24.0	32.5	ES 34.5	11.8
	4 -	-	1350	1.2	QT	3.2	47.3	62.4	2.8	40.3	-9.0	24.3	34.5	EG 190	9.3
	5 -	-	1150	1.2	QT	3.2	46.3	63.1	2.8	38.7	-8.5	24.8	22.3	EG 190	2.1
	6 1350	5.0	1150	1.2	AR	3.2	34.0	52.1	3.6	10.9	-2.5	32.0	13.2	SAW 220	1.8
	7 1350	1.0	1250	2.1	QT	2.5	48.7	61.0	2.7	19.3	-4.0	31.5	18.7	EG 150	2.8
	8 1200	1.0	1150	1.2	AR	3.2	26.0	45.7	3.2	10.6	0	33.0	10.2	SAW 220	3.8
	9 1350	1.0	1100	1.2	AR	3.2	43.7	62.0	2.4	6.7	+5	37.5	12.0	ES 327	2.7
	10 1350	1.0	1100	2.1	QT	2.5	51.2	64.8	2.6	19.3	-1.5	35.8	16.3	EG 150	3.1

1)  $C_{eq} = C + \frac{1}{6}Mn + \frac{1}{5}Cr + \frac{1}{4}Mo + \frac{1}{40}(Ni + Cu + W) + \frac{1}{14}V$

2)  $CM = \frac{1}{5}(Cu + Ni + W) + Cr + Mo$

3) 溶接前の鋼材における値

4) SAW: 潜弧溶接  
EG : エレクトロガス溶接  
ES : エレクトロスラグ溶接

第2表 第2の発明に関する実施例

区分	鋼	化 学 成 分 (%)												
		C	S i	M n	T i	A l	N	B	V	N b	N i	C u	C r	M o
第1項 適用	②-1	0.12	0.25	1.38	0.013	0.035	0.0036	-	-	-	-	-	-	-
第2項 適用	②-2	0.12	0.25	1.38	0.013	0.035	0.0036	-	-	-	-	-	-	-
本 發 明 鋼	②-3	0.12	0.25	1.38	0.013	0.035	0.0036	-	-	-	-	-	-	-
第1項 適用	②-4	0.12	0.25	1.38	0.013	0.035	0.0036	-	-	-	-	-	-	-
第2項 適用	②-5	0.12	0.25	1.38	0.013	0.035	0.0036	-	-	-	-	-	-	-
第1項 適用	②-6	0.13	0.25	1.45	0.014	0.038	0.0090	-	-	-	-	-	-	-
比 較 鋼	②-7	0.13	0.25	1.45	0.014	0.038	0.0090	-	-	-	-	-	-	-
本 發 明 鋼	②-8	0.14	0.27	1.35	0.040	0.027	0.0037	-	-	-	-	-	-	-
第2項 適用	②-9	0.13	0.25	1.36	-	0.038	0.0051	-	-	-	-	-	-	-
本 發 明 鋼	②-10	0.12	0.37	1.45	0.012	0.033	0.0015	-	-	-	-	-	-	-

		製 造 条 件									
区分	鋼	Ceq (%)	CM (%)	0.02μ以下のTiN (%)	分塊冷速 (°C/mm)	均熱 (°C)	分塊冷速 終了温度 (°C)	圧延冷速 (°C/sec)	鋼板 熱処理	板厚 (mm)	
		②-1	0.350	0	0.0100	1350	60	1100	1150	1.2 AR	32
第1項 適用	②-2	0.350	0	0.0118	1350	50	800	1150	1.2 AR	32	
		②-3	0.350	0	0.0116	1350	50	800	1150	1.2 QT	32
第2項 適用	②-4	0.350	0	0.0081	1350	0.15	—	1150	1.2 AR	32	
		②-5	0.350	0	0.0032	1350	0.15	—	1250	1.2 AR	32
本 發 明 鋼	②-6	0.372	0	0.0045	1350	60	800	1150	1.2 AR	32	
		②-7	0.372	0	0.0042	1350	50	1050	1150	1.2 AR	32
比 較 鋼	②-8	0.365	0	0.0033	1350	50	800	1150	1.2 AR	32	
		②-9	0.357	0	—	1350	50	800	1150	1.2 AR	32
本 發 明 鋼	第2項 適用	②-10	0.362	0	0.0059	1350	60	800	1150	1.2 AR	32

区分	鋼	母材特性				溶接特性			
		降伏点 (kg/mm <sup>2</sup> )	抗張力 (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	vE-10 (kg-m)	vTrs (°C)	最高硬さ (JISZ (3101))	手溶接継 手HAZの軟性 vEo(kg-m)	vEo (kg-m)
第1項 適用	②-1	31.3	47.3	4.8	17.4	-1.5	34.2	19.3	ES (KJ/cm) 320
第2項 適用	②-2	33.1	48.3	4.3	19.3	-2.8	32.8	18.3	ES (KJ/cm) 320
本 發 明 鋼	②-3	47.2	59.3	2.8	20.8	-4.5	35.0	17.9	EG 190 16.3
第1項 適用	②-4	31.3	46.7	4.7	18.2	-2.0	32.1	20.4	ES 320 11.7
第2項 適用	②-5	30.6	45.3	4.8	13.3	0	33.5	16.4	ES 320 4.3
第1項 適用	②-6	33.0	49.8	4.0	28.3	-4.0	39.0	14.8	ES 320 9.3
比 較 鋼	②-7	33.8	50.2	4.2	24.1	-4.5	38.6	16.1	ES 320 7.9
本 發 明 鋼	②-8	44.2	63.5	2.3	3.1	+1.5	35.5	10.4	ES 320 3.7
第2項 適用	②-9	34.3	50.6	3.9	14.3	0	34.1	13.8	ES 320 1.8
本 發 明 鋼	②-10	33.4	50.2	4.8	28.3	-4.0	33.3	18.0	ES 320 10.2

第3表 第3の発明に関する実施例

区 分		化 学 成 分 (%)												
		C	S i	Mn	Ti	A l total	N total	B	V	Nb	Ni	C u	C r	M o
本 発 明	③-1	0.12	0.27	1.35	0.012	0.028	0.0035	-	-	-	-	-	-	-
	③-2	0.12	0.27	1.35	0.012	0.028	0.0035	-	-	-	-	-	-	-
	③-3	0.12	0.27	1.35	0.012	0.028	0.0035	-	-	-	-	-	-	-
	③-4	0.12	0.27	1.35	0.012	0.028	0.0035	-	-	-	-	-	-	-
	③-5	0.12	0.27	1.35	0.012	0.028	0.0035	-	-	-	-	-	-	-
	比較鋼	③-6	0.13	0.25	1.31	0.043	0.026	0.0048	-	-	-	-	-	-

区分		製 造 条 件											
		C e p (%)	C M (%)	0.02μ以下 のTiN (%)	分塊均熱 温度 (℃)	分塊仕上 温度 (℃)	分塊冷速 (℃/min)	分塊強冷 終了温度 (℃)	圧延加熱 温度 (℃)	圧延仕上 温度 (℃)	圧延命速 (℃/sec)	鋼板の 熱処理	板 厚 (mm)
本発明 第3項 適用	③-1	0.356	0	0.0086	1350	1100	1.0	-	1150	970	1.2	A R	3.2
	③-2	0.356	0	0.0065	1350	1050	1.0	-	1250	1050	1.2	N	3.2
	③-3	0.356	0	0.0061	1350	1050	1.0	-	1250	1000	1.2	N	3.2
	③-4	0.356	0	0.0054	1350	1050	1.0	-	1250	900	1.2	N	3.2
	③-5	0.356	0	0.0113	1350	1050	50	800	1250	965	1.2	N	3.2
	比較鋼	③-6	0.358	0	0.0027	1350	1050	1.0	-	1250	1050	1.2	N

区分 鋼	母材特性			溶接特性						
	降伏点 (Kg/mm <sup>2</sup> )	抗張力 (Kg/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	vE-10 (Kg/m)	vTrs (°C)	最高硬さ JISZ (3101)	手溶接継手 HAZの軟化 性vE <sub>0</sub> (Kg/m)	溶接法及び入熱 vE <sub>0</sub> (Kg/m)	大入熱溶接継手HAZの韌性 vE <sub>0</sub> (Kg/m)	
本 第3項 発 明 第1項 適用 第3項 適用 比較鋼	③-1	3.1.5	4.6.9	4.6	13.6	-5	3.3.2	1.5.0	ES (KJ/cm)	1.2.3
	③-2	3.2.1	4.7.3	4.7	23.5	-4.0	3.2.8	1.7.8	ES (KJ/cm)	3.2.0
	③-3	3.2.4	4.7.6	4.7	25.1	-4.5	3.2.6	1.8.3	ES (KJ/cm)	1.1.2
	③-4	3.2.7	4.7.8	4.5	25.8	-4.0	3.3.2	1.6.9	ES (KJ/cm)	3.2.0
	③-5	3.2.5	4.7.5	4.6	26.3	-4.5	3.2.9	1.8.5	ES (KJ/cm)	1.0.7
	③-6	3.2.6	4.7.9	4.6	25.9	-3.5	3.4.7	1.0.5	ES (KJ/cm)	2.1

第4表 第4の発明に関する実施例

区分	鋼	化 学 成 分 (%)										製 造 条 件						
		C	Si	Mn	Ti	A $\ell$	N	total	S	V	Nb	Ni	Cr	REM	REM/S	Ceq	CM	0.024% 下のTiN (%)
本発明 第1項 適用	④-1	0.14	0.27	1.37	0.010	0.040	0.041	0.002	-	-	-	-	-	0	0	0.368	0	0.0064
	④-2	0.14	0.27	1.37	0.010	0.040	0.041	0.002	-	-	-	-	-	0.002	1	0.368	0	0.0067
	④-3	0.14	0.27	1.37	0.010	0.040	0.041	0.002	-	-	-	-	-	0.008	4	0.368	0	0.0061
	④-4	0.14	0.27	1.37	0.010	0.040	0.041	0.002	-	-	-	-	-	0.008	4	0.368	0	0.0094
	比較鋼	④-5	0.12	0.29	1.45	-	0.038	0.051	0.004	-	-	-	-	-	0.004	1	0.362	0

区分	鋼	製 造 条 件				母材特性				溶接特性						
		分塊均熱温度(℃)	分塊冷速(℃/min)	圧延冷速(℃/sec)	鋼板の熱処理(AR)	板厚(mm)	降伏点(K <sub>2</sub> /mm <sup>2</sup> )	抗張力(K <sub>2</sub> /mm <sup>2</sup> )	伸び(%)	vE-10(Kg-m)	vTrs(℃)	最高硬さJISZの手轍HAZの軟性E <sup>0</sup> (K <sub>2</sub> m)	手轍接縫E <sup>0</sup> (K <sub>2</sub> m)	大入熱溶接手轍HAZの軟性E <sup>0</sup> (K <sub>2</sub> m)		
本発明 第4項 適用	④-1	1350	0.6	1150	1.2	AR	3.2	34.1	50.6	4.0	15.7	-20	3.75	17.3	EG(KJ/cm)	13.7
	④-2	1350	0.6	1150	1.2	AR	3.2	33.7	49.8	4.3	16.9	-30	3.80	18.3	"	16.3
	④-3	1350	0.6	1150	1.2	AR	3.2	24.1	51.7	4.1	20.8	-30	3.67	16.2	"	1.90
	④-4	1350	5.0	1150	1.2	AR	3.2	33.8	51.0	4.3	22.1	-30	3.77	17.3	"	1.90
	比較鋼	④-5	1350	5.0	1150	1.2	AR	3.2	34.0	52.3	4.1	18.0	-25	3.42	10.8	"

第5表 第5の発明に関する実施例

		化 学 成 分 (%)												製 造 条 件			
区 分		C	Si	Mn	Ti	A.L total	N total	B	V	Nb	Cu	Cr	Mo	W	Ceq (%)	CM (%)	0.02μ以下の TiN (%)
本発明鋼 第5項 適用	⑤-1	0.14	0.35	1.25	0.008	0.030	0.0025	—	—	0.03	—	—	—	—	0.348	0	0.0057
	⑤-2	0.14	0.35	1.25	0.008	0.030	0.0025	—	—	0.05	—	—	—	—	0.348	0	0.0055
比較鋼	⑤-3	0.14	0.35	1.25	0.008	0.030	0.0025	—	—	0.08	—	—	—	—	0.348	0	0.0052
	⑤-4	0.16	0.27	1.35	0.014	0.021	0.0042	—	—	0.06	—	—	—	—	0.397	0	0.0052
本発明鋼 第5項 適用	⑤-5	0.16	0.27	1.35	0.014	0.021	0.0042	—	—	0.10	—	—	—	—	0.405	0	0.0058
	⑤-6	0.12	0.45	1.50	0.018	0.040	0.0059	—	—	0.03	0.03	—	—	—	0.373	0	0.0053
本発明鋼 第5項 適用	⑤-7	0.15	0.43	1.60	0.011	0.024	0.0060	—	—	0.02	0.03	—	—	—	0.330	0	0.0058
	⑤-8	0.13	0.27	1.37	0.012	0.031	0.0048	0.0008	—	—	—	—	—	—	0.358	0	0.0049
比較鋼	⑤-9	0.13	0.27	1.37	0.012	0.031	0.0048	0.0038	—	—	—	—	—	—	0.358	0	0.0044
	⑤-10	0.14	0.18	1.27	0.014	0.027	0.0038	0.0009	0.02	0.03	—	—	—	—	0.356	0	0.0091

区 分	鋼	製 造 条 件				母 材 特 性				溶 接 特 性			
		分塊均熱温度( $^{\circ}\text{C}$ )	塊速( $\text{m}/\text{min}$ )	鋼板の熱処理( $^{\circ}\text{C}$ )	板厚( $\text{mm}$ )	降伏点(Kgf/mm <sup>2</sup> )	抗張力(Kgf/mm <sup>2</sup> )	伸び(%)	vE-10(Kg-m)	vTrs(Kg-m)	最高硬さ(JISZ)(3101)( $\text{kg/mm}^2$ )	手溶接継手HAZの韌性vE <sub>0</sub> (Kg-m)	大入熱溶接継手HAZの韌性vE <sub>0</sub> (Kg-m)
本発明鋼 第5項 適用	⑤-1	1300	0.6	1150 AR	20	40.3	56.2	38	12.6	-3.5	230	16.2	SAW(90/KJ/cm)
	⑤-2	1300	0.6	1150 AR	20	46.6	60.1	37	18.1	-4.5	240	14.8	90
比較鋼	⑤-3	1300	0.6	1150 AR	20	40.2	54.3	42	11.6	-6.0	260	13.6	90
本発明鋼 第5項 適用	⑤-4	1320	0.6	1150 AR	20	38.0	56.1	32	12.1	-2.0	280	10.3	90
比較鋼	⑤-5	1320	0.6	1150 AR	20	40.2	57.1	28	7.5	0	290	8.7	90
本発明鋼 第5項 適用	⑤-6	1350	0.6	1150 AR	20	39.4	52.8	39	19.3	-4.0	240	12.3	90
本発明鋼 第5項 適用	⑤-7	1350	5.0 (800°Cまで)	1150 AR	20	43.2	57.6	39	20.6	-4.5	340	12.3	90
	⑤-8	1350	0.6	1150 QT	25	46.1	61.8	27	14.8	-4.5	370	18.1	EG 150
比較鋼	⑤-9	1350	0.6	1150 QT	25	46.9	62.1	22	10.8	-2.5	375	14.6	150
本発明鋼 第5項 適用	⑤-10	1370	0.6	1150 QT	25	53.1	64.8	27	18.3	-6.0	356	17.3	150

第6表 第6の発明に関する実施例

		化 学 成 分 (%)							
区 分	鋼	C	Si	Mn	Ti	A.L. total	N total	B	V
	(6)-1	0.15	0.15	0.87	0.018	0.012	0.037	-	-
	(6)-2	0.14	0.25	0.87	0.020	0.022	0.052	-	-
	(6)-3	0.12	0.34	1.20	0.014	0.027	0.061	-	-
	(6)-4	0.16	0.30	1.15	0.020	0.043	0.047	-	-
	(6)-5	0.17	0.21	0.98	0.010	0.011	0.080	-	-
	(6)-6	0.09	0.31	0.59	0.014	0.021	0.040	-	-
	(6)-7	0.09	0.21	0.67	0.023	0.045	0.072	-	-
本発明鋼 第6項適用	(6)-8	0.12	0.18	0.92	0.007	0.013	0.061	-	-
	(6)-9	0.13	0.28	1.25	0.011	0.043	0.038	-	-
	(6)-10	0.07	0.31	0.98	0.019	0.021	0.051	-	-
	(6)-11	0.18	0.31	0.53	0.016	0.047	0.031	-	-
	(6)-12	0.11	0.17	0.92	0.020	0.011	0.047	-	-
	(6)-13	0.09	0.25	0.75	0.013	0.021	0.033	-	-
	(6)-14	0.07	0.21	1.30	0.017	0.041	0.039	-	-
	(6)-15	0.14	0.17	1.21	0.012	0.029	0.041	-	-
比 較 鋼	(6)-16	0.13	0.27	1.40	0.011	0.033	0.051	-	-
本発明鋼 第6項適用	(6)-17	0.14	0.27	1.27	0.013	0.013	0.033	-	0.03
	(6)-18	0.13	0.21	1.31	0.021	0.037	0.046	0.010	0.04

39

40

区 分	鋼	化 学 成 分 (%)						製 造 条 件	
		Nb	Ni	Cu	Cr	Mn	W	Ceq (%)	CM (%)
本発明鋼 第6項適用	⑥-1	-	-	-	0.34	-	-	0.363	0.340
	⑥-2	-	-	-	-	0.30	-	0.360	0.300
	⑥-3	-	1.30	-	-	-	-	0.352	0.260
	⑥-4	-	-	0.50	-	-	-	0.364	0.100
	⑥-5	-	-	-	-	-	0.40	0.343	0.080
	⑥-6	-	-	-	0.25	0.13	-	0.272	0.380
	⑥-7	-	0.81	-	0.31	-	-	0.284	0.472
	⑥-8	-	-	0.31	0.21	-	-	0.333	0.272
	⑥-9	-	-	-	0.12	-	0.40	0.372	0.053
	⑥-10	-	-	-	-	0.31	0.50	0.320	0.410
比較鋼	⑥-11	-	-	0.30	-	0.10	-	0.301	0.150
	⑥-12	-	1.30	-	-	0.09	-	0.317	0.35
	⑥-13	-	0.80	0.20	-	0.15	-	0.278	0.35
	⑥-14	-	-	0.18	0.20	0.10	0.40	0.366	0.416
	⑥-15	-	0.25	-	-	0.10	0.30	0.370	0.21
本発明鋼 第6項適用	⑥-16	-	1.25	-	0.31	0.28	-	0.526	0.84
	⑥-17	-	0.80	-	-	0.10	-	0.404	0.26
本発明鋼 第6項適用	⑥-18	-	0.20	-	-	0.15	-	0.390	0.19

区 分	鋼	製 造 条 件					母 材 特 性			
		分塊均熱温度 (℃)	分塊冷速 (℃/mm)	圧延加熱温度 (℃)	钢板の熱処理	板 厚 (mm)	降伏点 (Kg/mm <sup>2</sup> )	抗張力 (Kg/mm <sup>2</sup> )	伸 び (%)	
	⑥-1	1350	1.0	1150	AR	2.5	28.0	44.3	4.6	
	⑥-2	1350	1.0	1150	AR	2.5	30.2	47.6	3.2	
	⑥-3	1350	(500℃迄)	1150	N	2.5	39.3	52.4	3.9	
	⑥-4	1350	1.0	1150	AR	2.5	32.4	50.1	4.0	
	⑥-5	1350	(500℃迄)	1150	AR	2.5	30.0	47.2	3.9	
	⑥-6	1350	1.0	1150	N	2.5	22.7	40.8	4.7	
	⑥-7	1350	1.0	1150	N	2.5	23.0	44.1	4.8	
本発明鋼 第6項適用	⑥-8	1350	1.0	1150	AR	2.5	28.3	42.0	4.6	
	⑥-9	1350	1.0	1150	N	2.5	32.0	47.3	4.2	
	⑥-10	1350	(500℃迄)	1150	QT	2.5	47.0	56.9	2.8	
	⑥-11	1350	1.0	1150	QT	2.5	42.6	54.3	2.7	
	⑥-12	1350	1.0	1150	N	2.5	33.0	50.7	4.2	
	⑥-13	1350	1.0	1150	N	2.5	33.2	51.0	4.3	
	⑥-14	1350	1.0	1150	QT	2.5	52.3	63.1	2.4	
	⑥-15	1350	1.0	1150	QT	2.5	54.3	64.5	2.2	
	比 較 鋼	⑥-16	1350	(500℃迄)	1150	QT	2.5	63.2	75.3	2.2
	本発明鋼 第6項適用	⑥-17	1350	(500℃迄)	1150	QT	2.5	60.2	71.3	2.1
		⑥-18	1350	(500℃迄)	1150	QT	2.5	64.8	77.4	2.0

区分	鋼	母材特性			溶接特性		大入熱溶接継手HAZの塑性 vEo (Kg-m)
		vE-10 (Kg/m)	vTrs (°C)	最高硬さ (JISZ 3101)	手溶接継手 HAZの軟性 vEo (Kg-m)	溶接法及び入熱 SAW (KJ/cm)	
本発明鋼 第6項適用	⑥-1	1.21	-4.0	3.25	1.21	SAW (KJ/cm)	9.2
	⑥-2	9.8	-1.5	3.78	9.8	SAW (KJ/cm)	7.5
	⑥-3	17.6	-9.0	3.16	1.72	SAW (KJ/cm)	1.4.9
	⑥-4	12.7	-2.5	3.23	1.7.9	SAW (KJ/cm)	1.2.3
	⑥-5	19.2	-2.0	3.14	1.3.2	SAW (KJ/cm)	1.4.2
	⑥-6	29.3	-4.0	2.65	2.0.6	ED 150	1.0.1
	⑥-7	30.6	-6.0	2.35	2.4.3	EG 150	1.0.4
	⑥-8	19.3	-2.5	3.01	1.6.2	SAW 90	1.5.0
	⑥-9	20.9	-3.5	3.52	1.8.2	SAW 90	1.8.7
	⑥-10	38.0	-8.0	2.41	2.0.6	EG 150	1.1.4
比較鋼	⑥-11	26.3	-4.5	3.40	9.6	EG 150	1.0.8
	⑥-12	19.7	-5.0	2.95	1.7.1	EG 150	9.0
	⑥-13	18.7	-5.0	2.76	2.3.4	EG 150	1.4.7
	⑥-14	26.3	-6.5	2.98	2.2.7	EG 150	8.2
	⑥-15	19.3	-6.5	3.50	1.4.3	EG 150	1.3.3
本発明鋼 第6項適用	⑥-16	12.3	-8.0	4.22	1.0.6	EG 150	4.3
	⑥-17	18.3	-4.5	4.08	9.9	EG 150	1.0.6
	⑥-18	14.6	-8.0	3.92	1.3.1	EG 150	1.2.7

第7表 第7の発明に関する実施例

		化 学 成 分 (%)												
		C	Si	Mn	Ti	Zr	Hf	total	Al	N	V	Nb	Ni	Cu
本 發 明 第7項適用	⑦-1	0.12	0.28	1.36	—	0.011	—	0.029	0.0018	—	—	—	—	
	⑦-2	0.12	0.28	1.36	—	0.011	—	0.029	0.0018	—	—	—	—	
	⑦-3	0.12	0.26	1.35	0.008	0.010	—	0.031	0.0044	0.03	—	—	—	
	⑦-4	0.13	0.30	1.25	0.003	—	0.009	0.040	0.0015	—	—	0.35	0.28	
	⑦-5	0.13	0.24	1.33	—	0.040	—	0.031	0.0023	—	—	—	—	
	⑦-6	0.13	0.27	1.35	—	—	0.043	0.035	0.0031	—	—	0.31	0.31	
比 較 鋼														

区分	鋼	化学成分(%)		造 製 条 件				鋼板 の熱 處理	板 厚 (mm)
		Ti + Zr + Hf (%)	Ceq (%)	0.02μ以下の TiN + HfNの合計 (%)	分塊均熱 温度 (°C)	分塊冷速 (°C/min)	圧延加熱 温度 (°C)		
本 発 明 第7項適用	⑦-1	0.011	0.359	0	0.006	138.0	1.0	115.0	2.1
	⑦-2	0.011	0.359	0	0.008	138.0	6.0	115.0	1.2
	⑦-3	0.018	0.358	0	0.013	135.0	6.0	115.0	1.2
	⑦-4	0.012	0.367	0.126	0.006	138.0	6.0	115.0	1.2
	⑦-5	0.040	0.362	0	0.002	138.0	6.0	115.0	2.1
	⑦-6	0.043	0.382	0.124	0.002	138.0	6.0	115.0	2.1
比 較 鋼									QT 2.5

区 分	鋼	母 材 特 性				溶 接 特 性			
		降伏点 (Kg/mm <sup>2</sup> )	抗張力 (Kg/mm <sup>2</sup> )	伸 び (%)	v E-10 (Kg/m)	v Tr s (°C)	最高硬さ (JISZ) (3101)	手溶接継手 HAZの軟 性 v E <sub>0</sub> (Kg-m)	大入熱溶接継手HAZの軟性 v E <sub>0</sub> (Kg-m)
本 発 明 第7項適用	⑦-1	5.0.8	6.3.5	2.6	2.0.3	-4.0	3.2.7	1.4.7	EG (KJ/cm) 150
	⑦-2	3.0.6	4.7.0	4.7	1.5.8	-1.5	3.4.3	1.8.6	ES 320 1.2.0
	⑦-3	3.3.9	5.0.4	4.5	1.7.6	-2.0	3.4.1	2.0.3	ES 320 1.9.5
	⑦-4	5.7.5	6.8.1	2.4	2.2.1	-4.5	3.3.1	1.3.6	EG 150 9.5
	⑦-5	5.1.5	6.4.3	2.5	1.8.6	-2.5	3.2.9	9.4	EG 150 1.7
	⑦-6	5.9.3	6.9.7	2.3	1.9.5	-3.5	3.3.5	1.0.8	EG 150 1.9
比 較 鋼									

51

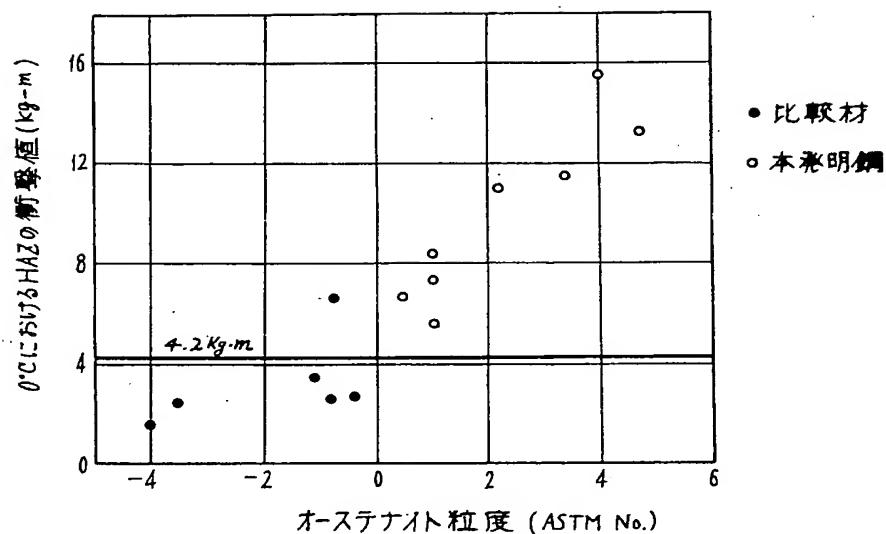
## 図面の簡単な説明

第1図は本発明による鋼及び比較材のエレクトロスラグ溶接継手(入熱350KJ/cm)の HAZのオーステナイト粒度番号と0℃における2mmVノツチ衝撃試験値との関係を示す図、第2図は本発明による鋼のN含有量が0.0015%及び0.0036%の鋼(第2表の鋼②-10及び②-2)のエレクトロガス溶接継手部のHAZの0℃における2%Vノツチシャルピー衝撃値と溶接前の母材中の0.02μ以下の微細TiNの量との関係を示す図、第3図は本発明による鋼(第2表の鋼②-10)と比較鋼(第2表の鋼②-9)の各種溶接法により溶接した場合の溶接入熱とHAZの0℃における2%Vノツチシャルピー衝撃値との関係を示す図、第4図は本発明出発鋼(第2表の鋼②-10及び②-2)を各種温度に加熱しその温度に120分間保持後水中に急冷した場合のNa<sub>2</sub>TiN/Nの比(○及び●印で示したもの)及びその処理材を1150℃の加熱温度に120分間保持し水中に急冷した場合の0.02μ以下の微細TiNの量(△及び▲印)の関係を示す図、

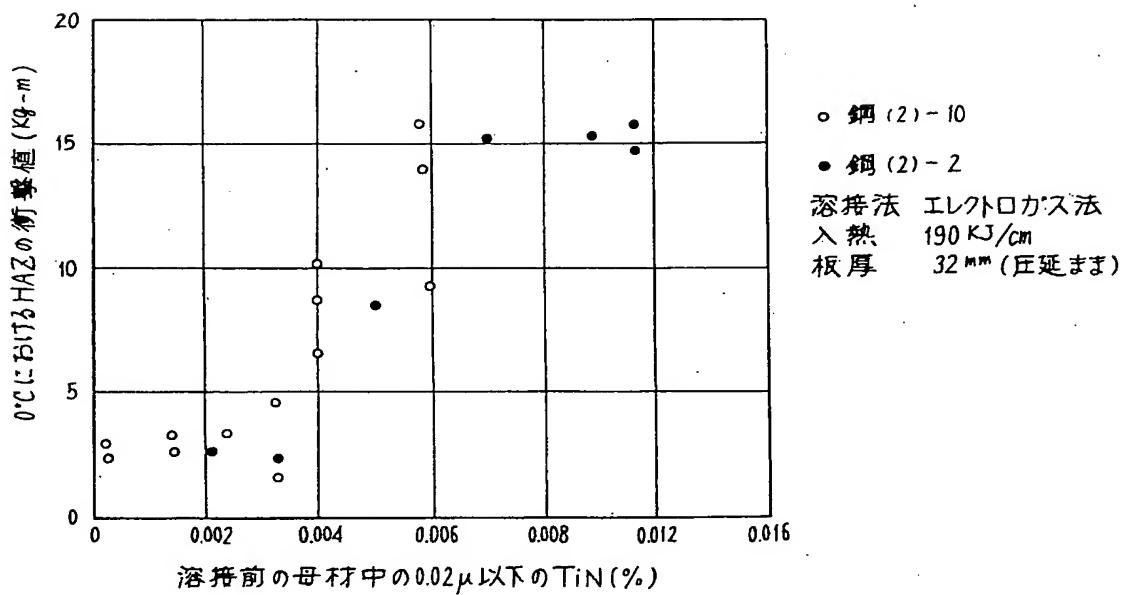
52

第5図は本発明出発鋼(第2表の鋼②-10及び②-2)を1350℃に600分加熱保持後分塊圧延し600°C/minの冷却速度で水冷した鋼を各種温度に再加熱(保持時間200分)した場合の0.02μ以下の微細TiNの量と温度の関係を示す図、第6図は本発明出発鋼(第2表の鋼②-10及び②-2)を1350℃に600分加熱保持した後に分塊圧延し、各種冷却速度で冷却した後、再加熱温度1150℃に200分加熱保持した場合の微細TiNの量(図中△及び▲で示す)と分塊圧延後冷却速度との関係を示す図である。第7図は本発明出発鋼(第1表の鋼11)を1350℃に600分加熱保持後分塊圧延し、HAZの非性安定化のために冷却過程を水冷する場合の冷却終了温度と0℃におけるHAZの非性(2%Vノツチシャルピー試験)との関係を示す図、第8図は第1表~第6表に各種溶接継手の非性値vE<sub>0</sub> Kg-m)を示しているがその場合の2%Vノツチシャルピー試験片の採取位置を示す図である(1…溶接金属、t…板厚)。

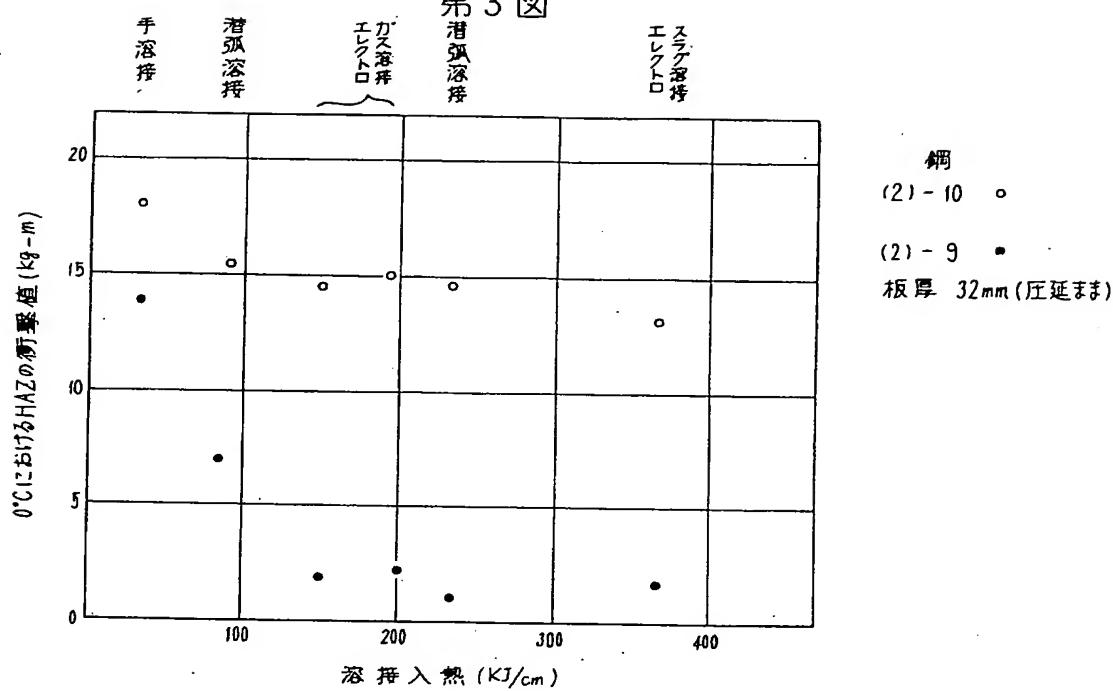
第1図



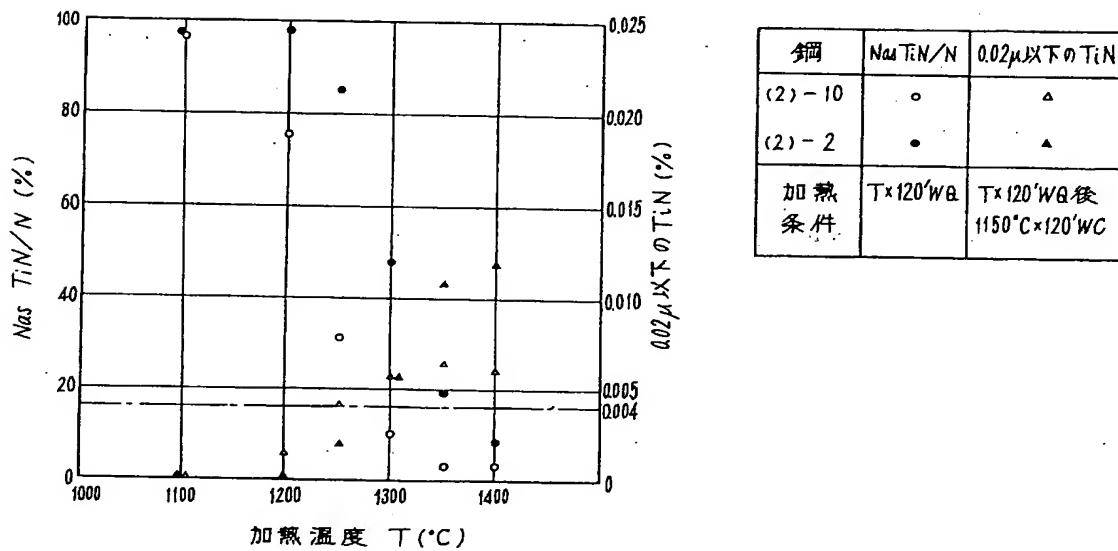
第2図



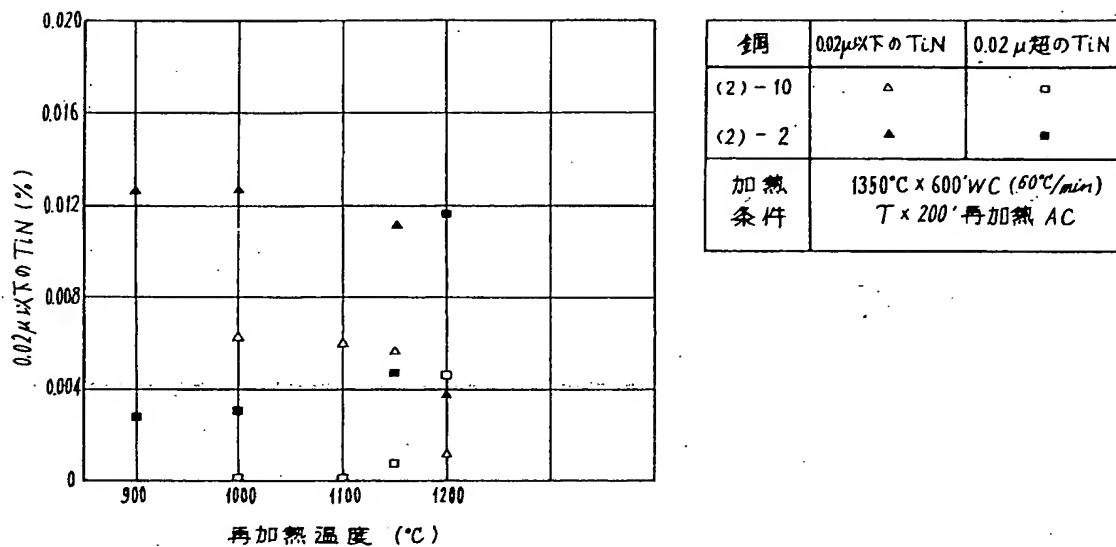
第3図



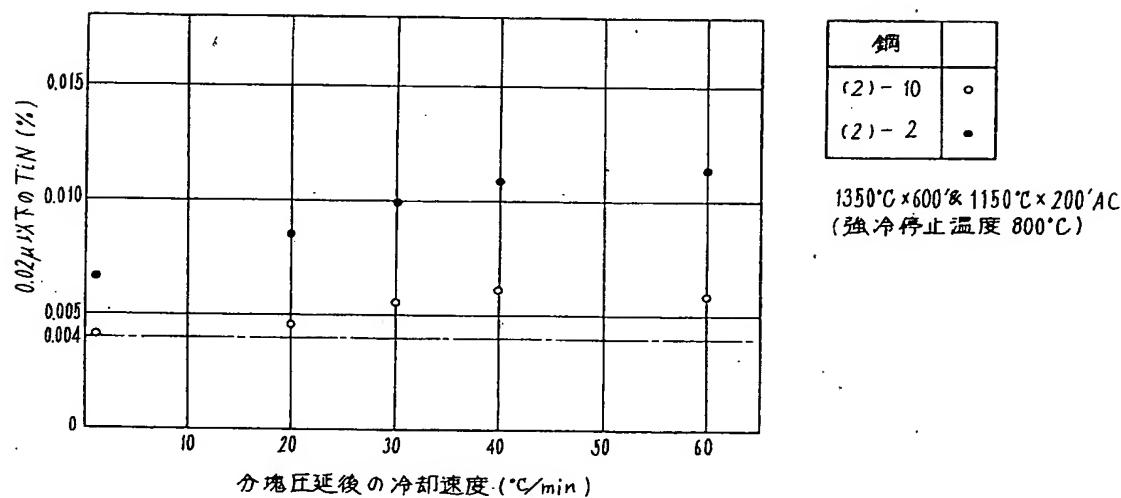
第4図



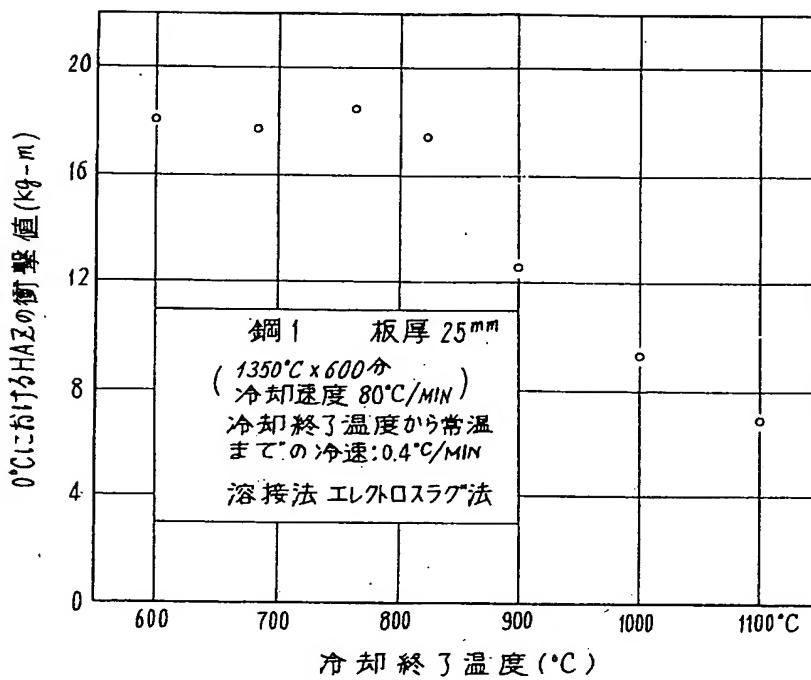
第5図



第6図



第7図



第8図

